

**WEST****Search Results - Record(s) 1 through 2 of 2 returned.** 1. Document ID: EP 622476 A1

L1: Entry 1 of 2

File: EPAB

Nov 2, 1994

PUB-NO: EP000622476A1

DOCUMENT-IDENTIFIER: EP 622476 A1

TITLE: Metal substrates with laser-induced MMC coating.

PUBN-DATE: November 2, 1994

## INVENTOR-INFORMATION:

NAME	COUNTRY
LIECHTI, THOMAS	CH
BLANK, EBERHARD	CH

## ASSIGNEE-INFORMATION:

NAME	COUNTRY
ALUSUISSE LONZA SERVICES AG	CH

APPL-NO: EP94810169

APPL-DATE: March 18, 1994

PRIORITY-DATA: CH00096993A (March 30, 1993)

US-CL-CURRENT: 427/597

INT-CL (IPC): C23C 24/10; C23C 26/02; C22F 3/00

EUR-CL (EPC): B23K035/28; C22F001/043, C22F003/00 , C23C024/10 , C23C026/02

## ABSTRACT:

CHG DATE=19990617 STATUS=O> In a material consisting of aluminium or aluminium alloys with a wear-resistant and load-bearing MMC surface layer, the MMC layer has a layer thickness of between 200  $\mu$ m and 3 mm and contains homogeneously distributed SiC particles in an AlSi matrix, which is hypereutectoid with respect to the Si content, with primary Si crystals. The material is particularly suitable for applications, where wear or weight are critical and in which additionally a high strength of the material is demanded. The invention also relates to the process for the laser-induced production of the wear-resistant and load-bearing MMC layers (6)

on substrates (3) of aluminium or aluminium alloys. 

<a href="#">Full</a>	<a href="#">Title</a>	<a href="#">Citation</a>	<a href="#">Front</a>	<a href="#">Review</a>	<a href="#">Classification</a>	<a href="#">Date</a>	<a href="#">Reference</a>	<a href="#">Sequences</a>	<a href="#">Attachments</a>	<a href="#">Claims</a>	<a href="#">KMC</a>
<a href="#">Draw Desc</a>	<a href="#">Clip Img</a>	<a href="#">Image</a>									

 2. Document ID: EP 622476 A1 DE 59409835 G CH 686187 A5 EP 622476 B1

L1: Entry 2 of 2

File: DWPI

Nov 2, 1994

DERWENT-ACC-NO: 1994-334659

DERWENT-WEEK: 200156

COPYRIGHT 2003 DERWENT INFORMATION LTD

**TITLE:** Aluminium of aluminium alloy material having wear-resistant layer - produced using laser-induced process

**INVENTOR:** BLANK, E; LIECHTI, T

**PATENT-ASSIGNEE:**

ASSIGNEE	CODE
ALUSUISSE-LONZA SERVICES AG	SWAL
ALUSUISSE TECHNOLOGY & MANAGEMENT AG	SWAL

**PRIORITY-DATA:** 1993CH-0000969 (March 30, 1993)

**PATENT-FAMILY:**

PUB-NO	PUB-DATE	LANGUAGE	PAGES	MAIN-IPC
<u>EP 622476 A1</u>	November 2, 1994	G	013	C23C024/10
DE 59409835 G	September 27, 2001		000	C23C024/10
CH 686187 A5	January 31, 1996		000	C23C024/10
<u>EP 622476 B1</u>	August 22, 2001	G	000	C23C024/10

**DESIGNATED-STATES:** AT CH DE ES FR GB IT LI NL SE AT CH DE FR GB IT LI

**CITED-DOCUMENTS:** 02Jnl.Ref; EP 411322 ; EP 488944

**APPLICATION-DATA:**

PUB-NO	APPL-DATE	APPL-NO	descriptor
EP 622476A1	March 18, 1994	1994EP-0810169	
DE 59409835G	March 18, 1994	1994DE-0509835	
DE 59409835G	March 18, 1994	1994EP-0810169	
DE 59409835G		EP 622476	Based on
CH 686187A5	March 30, 1993	1993CH-0000969	
EP 622476B1	March 18, 1994	1994EP-0810169	

**INT-CL (IPC):** B32B 15/16; C22F 3/00; C23C 24/10; C23C 26/02

**ABSTRACTED-PUB-NO:** EP 622476A

**BASIC-ABSTRACT:**

Material comprises Al or Al alloys having a wear-resistant MMC surface layer. The MMC layer contains homogeneously distributed SiC particles in a super eutectic AlSi matrix with Si primary crystals and has a layer thickness of 200 microns - 3 mm.

Process for laser-induced mfr. of MMC layers on substrate made of Al or Al-alloys is also claimed.

**ADVANTAGE -** Good adhesion of the coating to the substrate is achieved.

**ABSTRACTED-PUB-NO:**

EP 622476B

**EQUIVALENT-ABSTRACTS:**

Material comprises Al or Al alloys having a wear-resistant MMC surface layer. The MMC layer contains homogeneously distributed SiC particles in a super eutectic AlSi matrix with Si primary crystals and has a layer thickness of 200 microns - 3 mm.

Process for laser-induced mfr. of MMC layers on substrate made of Al or Al-alloys is also claimed.

**ADVANTAGE -** Good adhesion of the coating to the substrate is achieved.

**CHOSEN-DRAWING:** Dwg. 0/2

TITLE-TERMS: ALUMINIUM ALUMINIUM ALLOY MATERIAL WEAR RESISTANCE LAYER PRODUCE LASER INDUCE PROCESS

DERWENT-CLASS: M13 M29 P73

CPI-CODES: M13-H; M29-D;

SECONDARY-ACC-NO:

CPI Secondary Accession Numbers: C1994-152257

Full	Title	Citation	Front	Review	Classification	Date	Reference	Sequences	Attachments	Claims	KMC
Draw Desc	Clip Img	Image									

[Generate Collection](#)

[Print](#)

Terms	Documents
ep-622476-\$ did.	2

**Display Format:** [FULL](#) [Change Format](#)

[Previous Page](#)      [Next Page](#)



⑫

## EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG

⑬ Anmeldenummer : 94810169.6

⑮ Int. Cl.<sup>5</sup> : C23C 24/10, C23C 26/02,  
C22F 3/00

⑭ Anmeldetag : 18.03.94

⑯ Priorität : 30.03.93 CH 969/93

⑰ Veröffentlichungstag der Anmeldung :  
02.11.94 Patentblatt 94/44

⑲ Benannte Vertragsstaaten :  
AT CH DE ES FR GB IT LI NL SE

⑳ Anmelder : ALUSUISSE-LONZA SERVICES AG  
CH-8034 Zürich (CH)

㉑ Erfinder : Liechti, Thomas  
Bilettes 19  
CH-1680 Romont (CH)  
Erfinder : Blank, Eberhard  
Mont Robert 59  
CH-1020 Renens (CH)

PTO 2003-2843

S.T.I.C. Translations Branch

㉒ Metallsubstrate mit laserinduzierter MMC-Beschichtung.

㉓ Werkstoff aus Aluminium oder Aluminiumlegierungen mit einer verschleissfesten und tragenden MMC-Oberflächenschicht. Die MMC-Schicht weist eine Schichtdicke zwischen 200 µm und 3 mm auf und enthält homogen verteilte SiC-Partikel in einer betreffend Si-Anteil übereutektischen AlSi-Matrix mit Si-Primärkristallen. Der Werkstoff ist besonders geeignet für verschleisskritische oder gewichtskritische Anwendungen, bei denen zudem eine hohe Festigkeit des Werkstoffs gefordert wird.

Die Erfindung betrifft auch das Verfahren zur laserinduzierten Herstellung der verschleissfesten und tragenden MMC-Schichten (6) auf Substraten (3) aus Aluminium oder Aluminiumlegierungen.

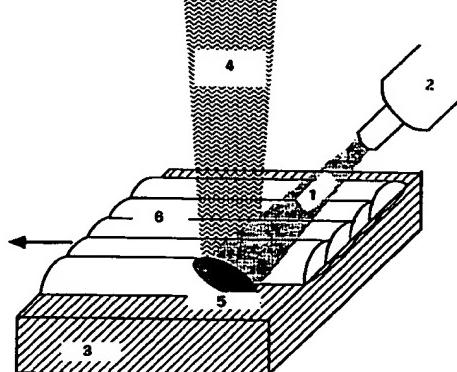


Fig. 2: Prinzip des erfindungsgemäßen laserinduzierten Pulverbeschichtungsverfahrens

Vorliegende Erfindung betrifft einerseits einen Werkstoff aus Aluminium oder Aluminiumlegierungen mit einer verschleißfesten und tragenden MMC-Oberflächenschicht sowie dessen Verwendung für verschleisskritisch oder gewichtskritisch Anwendung, bei der es sich um eine hohe Festigkeit des Werkstoffes fordert wird, und andererseits ein Verfahren zur hergestellten Herstellung solcher MMC-Schichten auf Aluminium- oder Aluminiumlegierungssubstraten sowie dessen Verwendung zur Herstellung von 200 µm bis 3 mm dicken MMC-Schichten.

MMC steht dabei für die englische Abkürzung von Metal Matrix Composite und bedeutet soviel wie Metall-Matrix-Verbundschicht. Mit dem Begriff MMC wird im vorliegenden Text stets die sich auf einem Substrat befindende Verbundschicht bezeichnet. Das Substrat selbst kann aus Aluminium, Aluminiumlegierungen oder Legierungen auf Al-Basis bestehen oder aber einen Verbundwerkstoff darstellen, dessen zu beschichtende Oberfläche aus einem der zuvor genannten Aluminium-haltigen Materialien besteht. Unter dem Begriff Aluminiumsubstrat werden im weiteren Verlauf dieser Beschreibung stets alle handelsüblichen Werkstoffe aus Reinaluminium oder Aluminiumlegierungen verstanden.

Oberflächenbeschichtete Aluminiumsubstrate, die mit einer harten und abriebfesten MMC-Schicht versehen sind, zeigen oft eine hohe Verschleissfestigkeit sowie gute Gleiteigenschaften und können überall dort eingesetzt werden, wo die Oberflächeneigenschaften wie beispielsweise Härte, Tragfähigkeit oder Warmfestigkeit vollflächig oder partiell verbessert werden müssen.

Metalloberflächen von bewegten Konstruktionsteilen, die beispielsweise mit einer anderen, üblicherweise metallischen Oberfläche in Gleitkontakt stehen, unterliegen allgemein grossen Verschleisserscheinungen und dies insbesondere bei Verwendung von Werkstoffen aus Aluminium. Deshalb benötigen solche Konstruktions-teile oft eine verschleissfeste Beschichtung. Der Verschleiss hängt weitgehend von den mechanischen Eigenschaften und dem Mikrogefüge der jeweiligen Materialien ab. Im allgemeinen werden an verschleissfeste Beschichtungen hohe Anforderungen gestellt, wie beispielsweise gute Haftung der Beschichtung auf dem Substrat, hohe Verträglichkeit der einzelnen Komponenten bezüglich ihrer thermomechanischen Eigenschaften (Wärmeausdehnung) und gute Wärmeleitung sowohl im Substrat wie auch in der Beschichtung und insbesondere auch am Übergang zwischen der Beschichtung und dem Substrat. Um eine hohe Lebensdauer solcher Werkstoffe zu gewährleisten, muss im allgemeinen zudem die Löslichkeit der Beschichtungsbestandteile im Substrat (Diffusion) möglichst klein, die Dicke der verschleissfesten Beschichtung möglichst gross (Abrieb) und die Härte der Beschichtung hoch sein (Reibung).

Aluminiumsubstrate, die mit einer MMC-Schicht versehen sind, verbinden Eigenschaften wie hohe Materialfestigkeit, Oberflächenhärte und Tragfähigkeit des entsprechenden MMC-Verbundes mit der Dehnbarkeit und Zähigkeit des Aluminiumsubstrates. Das resultierende günstige Verhältnis zwischen Steifigkeit und Gewicht machen solche Werkstoffe sehr interessant für deren Verwendung in gewichtskritischen Anwendungen, bei denen hohe Werkstoffeigenschaften gefordert werden, wie beispielsweise im Bereich der Luft- und Raumfahrt oder für hochbeschleunigte Komponenten im Fahrzeugbau sowie in der Maschinen- und Textilindustrie.

Es ist bekannt, dass Einlagerungen von Keramikstoffen in Aluminiumlegierungen, deren Eigenschaften bezüglich Elastizitätsmodul und Härte stark verbessern und die Werkstoffeigenschaften bezüglich Warm- und Ermüdungsfestigkeit wesentlich erhöhen. Die Einlagerung von Keramikstoffen in die Oberfläche von Aluminiumsubstraten kann durch Deposition einer Keramik-Metall-Pulvermischung auf die Substratoberfläche und nachfolgendes Aufschmelzen des Metallpulvers und eines Teils der Substratoberfläche geschehen.

So beschreibt die Europäische Patentschrift EP 0 221 276 ein Verfahren für die Herstellung von keramischen Verbundschichten auf Oberflächen von Aluminiumlegierungssubstraten mittels Deposition eines entsprechenden Pulvergemisches auf die Substratoberfläche und nachfolgendes Aufschmelzen des Pulvers und eines Teils der Substratoberfläche mittels Laserstrahlen, wobei sich durch Verschmelzung der Pulver- und Substratbestandteile eine Legierung bildet, die nach Abkühlung eine dünne keramische Verbundschicht entstehen lässt. Diese Methode zur Aufbringung von keramischen Verbundschichten wird im weiteren als sogenanntes Auftragsbeschichten bezeichnet. Das dabei verwendete Pulvergemisch enthält einerseits ein Pulver aus einem Carbid eines Metalls wie beispielsweise Titancarbid, Tantalcarbid, Wolframcarbid oder Molybdän-carbid und andererseits ein Metallpulver enthaltend Silizium und ein Metall, welches intermetallische Verbindungen mit Silizium bildet, wie beispielsweise Kupfer, Tantal, Wolfram oder Molybdän. Nachteile dieses Verfahrens bestehen einerseits in der Wahl der Komponenten des Pulvergemisches, welche durch ihre unterschiedlichen Ausdehnungskoeffizienten thermomechanische Spannungen in der Verbundschicht hervorrufen und andererseits in der Notwendigkeit des Zulegierens schwerer Elemente, um die hohe Dichte der Karbide zu kompensieren und somit eine Sedimentation der Karbide zu vermeiden.

In der Publikation "Laserteatment Materials" (Pap. Eur. Conf.), Oberursel (DE), Ed. Bany L. Mordike, 1992, Seite 245-250 wird in derartiges Auftragsbeschichtungsvorfahren beschrieben. Dabei werden zur Erhöhung der Oberflächenhärte von AlSi-Legierung K-keramikpartikel wie SiC, TiC, B<sub>4</sub>C, ZrO<sub>2</sub> auf die entsprechend Oberfläche aufgebracht und durch laserinduziertes Aufschmelzen der Oberflächenschicht in diese in-

g arbeitet, w b i di Oberflächenschicht twa 3 mm tief aufgeschmolzen wird. Nach der V rfestigung des aufgeschmolz n n Oberfläch nbereiches zeig n sich im wesentlich n zw iB reiche: in z ntral Zone aus einem Gemisch von K ramikpartikel und Substratmaterial sowie ine äussere Zon aus schnell abgeschrecktem AlSi. Da der V rmischungsprozess der Keramikpartikel mit dem Substratmaterial zeitlich auf den aufgeschm Izen n Zustand dieser Oberfläch nschicht begrenzt ist, führt dieses V rfahrt n bezüglich d r Verteilung der Keramikpartikel zu sehr inhomogenen Oberflächenschichten und demzufolge -- bedingt durch die unterschiedliche thermische Ausdehnung der verschiedenen Zonen -- zur Bildung von Mikrorissen in der Oberflächenschicht.

In der Publikation "Mémoires et études scientifiques de la revue de métallurgie", Bd. 89, Nr. 11, November 1992, Paris, Seiten 711-723 XP328376, K. Marcellou et al., 'Traitement superficiel par laser de l'alliage d'aluminium 2024 par injection de poudre de SiC: étude microstructurale et comportement en usure-frottement' wird ein Beschichtungsverfahren beschrieben, bei dem die Oberfläche laserinduziert aufgeschmolzen und SiC-Pulver mittels eines Trägergases in die Schmelzone geleitet wird. Der starken Reflexion von Aluminiumoberflächen wegen, muss die zu bearbeitende Substratoberfläche vorgängig aufgerauht werden. Die Verteilung der SiC-Partikel wird im wesentlichen durch Konvektions- und Diffusionsvorgänge in der laserinduzierten Schmelzone bestimmt und ist somit schwierig zu kontrollieren. Durch den verfahrensbedingten Temperaturgradienten in der Schmelzone zeigen die erhaltenen MMC-Schichten eine Struktur mit drei bezüglich ihrer Zusammensetzung unterschiedlichen Schichten. Um die Homogenität wenigstens teilweise zu verbessern, müssen die so hergestellten Schichten während 15 bis 20 Minuten einer weiteren Temperaturbehandlung bei 480 bis 500°C unterzogen werden.

Ein ähnliches Verfahren zur Bildung von MMC-Schichten durch laserinduziertes Aufschmelzen der Substratoberfläche und simultanes Aufbringen von feinkörnigem SiC-Pulver mittels einem Trägergas wird in der Publikation "Key Engineering Materials", Bd. 46, 47, 1990 CH, Seiten 415-424, Riccardi et al., 'Laser assisted formation of a wear resistant SiC-metal composite on the surface of a structural aluminium alloy' beschrieben. Die verfahrensbedingte Schwierigkeit der hohen Reflexion von Aluminiumoberflächen wird dabei durch Deposition einer Graphitschicht überwunden. Zudem durchläuft das SiC-Pulver auf dem Weg von der Düse auf die Substratoberfläche den Laserstrahl und wird dadurch etwas aufgeheizt. Die Verteilung der SiC-Partikel in der Oberflächenschicht wird jedoch wiederum nur durch Konvektion und Diffusion bestimmt, wobei diese Vorgänge -- neben den Materialeigenschaften -- im wesentlichen durch den in der Schmelzone gebildeten Temperaturgradienten beeinflusst werden.

Nebst der inhomogenen Verteilung der in die Substratoberfläche eingebrachten SiC-Partikel zeigen nach den obgenannten Verfahren hergestellte MMC-Schichten häufig nadelförmige SiC-Kristalle, welche zu inhomogenen Eigenschaften der MMC-Schicht führen.

Allgemein ergeben sich bei der laserinduzierten Aufschmelzung eines Keramikpartikel enthaltenden Pulvergemisches und dessen Legierung mit der Oberfläche von Aluminiumsubstraten folgende Schwierigkeiten:

- Durch die relativ kurze laserinduzierte Aufschmelzung ergibt sich oft eine schlechte Durchmischung der Legierungsbestandteile, insbesondere wenn das Pulvergemisch aus mehreren Legierungs-elementen sehr unterschiedlichen Schmelzpunktes besteht.
- Die Keramikpartikel zeigen vielfach eine schlechte Benetzbarkeit gegenüber den anderen Legierungs-bestandteilen, was zu einer inhomogenen Partikelverteilung führen kann.
- Bedingt durch das unterschiedliche spezifische Gewicht der Keramikpartikel und der anderen sich in der Schmelzone befindlichen Legierungsbestandteile findet eine zeit- und temperaturabhängige Ent-mischung statt, was zu einer Anreicherung der Keramikpartikel am Boden, bzw. der Oberfläche der Schmelzone führen kann.
- Wenn die Keramikpartikel Metalloxide wie beispielsweise  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{SiO}_2$  oder Metallnitride wie beispielsweise  $\text{Si}_3\text{N}_4$ ,  $\text{AlN}$  enthalten, kann sich während des Legierungsvorganges ein Teil der Keramikpartikel in der Schmelzone zersetzen. Dabei neigen Keramikpartikel, die Metalloxide enthalten, zur Zersetzung unter Bildung von Sauerstoff, und Keramikpartikel, die Metallnitride enthalten, zur Zersetzung unter Bil-dung von Stickstoff. Da diese Gase durch die kurzen Aufschmelzvorgänge keine Zeit zum Entweichen aus der Schmelze haben, bilden sich dann oft unerwünschte Gaseinschlüsse, die zusammen mit den zersetzen Keramikpartikeln zu inhomogenen und mechanisch wenig stabilen Verbundschichten füh-ren.
- Der für die laserinduzierte Aufschmelzung üblicherweise verwendete  $\text{CO}_2$ -Laser emittiert elektromagnetische Strahlung im infraroten Bereich mit einer typischen Wellenlänge der energiereichsten Strahlung von 10,6  $\mu\text{m}$ . Da elektromagnetische Strahlung von dieser Wellenlänge von Aluminiumsubstraten nur sehr schwach absorbi rt wird, ist das Auflegen des Substrates auf diese W is nur schwer durch-führbar und führt üblicherweise zu geringen Schichtdick n der Verbundschichten. B im Auftragsbe-schichten geschieht d r Aufh izprozess d r Substratoberfläche v rwiegend durch Aufschmelzen des

*Handwritten notes:*  
 5 Pulv rgermisches und nachfolg n der Wärmeleitung auf die Substratoberfläche. Je nach Grösse und Temperatur d r Schmelzzone kann di z it- und temperaturabhängige Zersetzungsrat d r Keramikpartikel entsprechend hoch werden; zudem wird damit die Legi rungsqualität schlecht kontrollierbar.

Aufgabe vorliegender Erfindung ist es, einen Werkstoff aus Aluminium oder Aluminiumlegierungen mit i n r MMC-Oberfläche zur Verfüzung zu stellen, dessen MMC-Schicht verschleissfest, d.h. hart, abriebfest sowie porenfrei ist, und durch eine entsprechend grosse MMC-Schichtdicke lokal angreifende Kräfte auf eine grössere Fläche des Substrates verteilt (Herz'sche Pressung) und dadurch der MMC-Schicht einen tragfähigen Charakter verschafft.

Eine weitere Aufgabe vorliegender Erfindung ist es, ein Verfahren für die reproduzierbare Herstellung von Werkstoffen mit einer verschleissfesten und tragenden MMC-Oberfläche anzugeben, das die oben beschriebenen Schwierigkeiten für die MMC-Beschichtung von Aluminiumsubstraten überwindet.

Erfindungsgemäss wird die Aufgabe dadurch gelöst, dass die MMC-Schicht homogen verteilte SiC-Partikel in einer betreffend Si-Anteil übereutektischen AISI-Matrix mit Si-Primärkristallen enthält und die MMC-Schicht eine Schichtdicke von 200 µm bis 3 mm, aufweist.

Der erfundungsgemäss Werkstoff basiert auf einem Aluminiumsubstrat mit einer verschleissfesten und tragenden MMC-Oberfläche, wobei das Substrat aus Aluminium oder einer Aluminiumlegierung besteht, dessen Reinheit resp. Zusammensetzung unkritisch ist. In der Praxis haben sich Aluminium einer Reinheit von beispielsweise 98,3 % und höher oder Legierungen auf Al-Basis mit und ohne Dispersionshärtung sowie Al-Verbundwerkstoffe bewährt. Bevorzugt werden Guss-, Walz-, Knet- und Schmiedelegierungen aus Aluminium.

Beispiele bevorzugter Substratmaterialien sind die Presslegierung CEN 7149, die Gusslegierung CEN 44400 und die Walzlegierung CEN 42100, deren Zusammensetzungen in Gew.-% der jeweiligen Elemente in Tabelle 1 angegeben sind.

Tabelle 1: Zusammensetzung bevorzugter Substratmaterialien in Gew.-% der jeweiligen Elemente.

	Al	Zn	Mg	Cu	Zr	Mn	Fe	Si	Cr	Ti
CEN 7149	Bal.	6.9	2.7	1.8	0.18	0.18	0.09	0.08	0.02	0.01
CEN 44400	Bal.	0.1	0.1	0.03	-	0.3-0.4	0.4	7	-	0.05
CEN 42100	Bal.	0.07	0.25-0.4	0.03	-	0.05	0.15	6.7-7.5	-	0.06-0.12

Die Substratmaterialien können beispielsweise durch Giessen, Fliesspressen, Strangpressen oder Walzen hergestellt sein.

Die MMC-Schicht des erfundungsgemässen Werkstoffes weist bevorzugt eine Schichtdicke von 1 bis 1,8 mm auf. Die Korngrösse der in der AISI-Matrix eingeschlossenen Siliziumcarbid (SiC)-Partikel beträgt beispielsweise zwischen 5 µm und 100 µm. Die in der AISI-Matrix enthaltenen Si-Primärkristalle weisen typischerweise eine Korngrösse zwischen 5 µm und 50 µm auf. Die AISI-Matrix ist eine Legierung aus Aluminium (Al) und Silizium (Si), wobei deren Si-Anteil z.B. zwischen 20 Gew.-% und 50 Gew.-% liegt. Der Anteil der SiC-Keramikpartikel in der AISI-Matrix liegt in der Regel im Bereich von 1 bis 40 Gew.-%.

Die Lebensdauer des Werkstoffes, d.h. die mögliche Verwendungsdauer des Werkstoffes, während der er dieselben physikalischen und chemischen Eigenschaften beibehält, hängt stark von der technischen Belastung des Werkstoffes ab. Um eine hohe Lebensdauer eines solchen Werkstoffes zu ermöglichen, muss die beim technischen Einsatz meist an der Werkstoffoberfläche entstehende Wärme schnell abgeführt werden. Beim erfundungsgemässen Werkstoff wird dies insbesondere durch eine hohe Wärmeleitfähigkeit, die sich aus der Kombination der Wärmeleitfähigkeiten der Al-reichen Matrix mit einer Wärmeleitfähigkeit zwischen 100 und 200 W/mK und der SiC-Partikel mit einer Wärmeleitfähigkeit zwischen 40 und 100 W/mK ergibt, erreicht.

Eine hohe Haftfestigkeit der MMC-Schicht auf dem Substrat, ist für die Lebensdauer des Werkstoffes von entscheidender Bedeutung. Ebenso wichtig ist jedoch im Hinblick auf die thermomechanische Belastung (Rissbildung) des Werkstoffes der thermische Längenausdehnungskoeffizient der MMC-Schicht, der je nach Schichtzusammensetzung zwischen  $9 \cdot 10^{-6}$  1/K und  $20 \cdot 10^{-6}$  1/K betragen kann.

Weitere für die Verschleissfestigkeit d r erfundungsgemässen W rkstoffes wichtige Eig nschaften sind die Porosität der MMC-Schicht v n beispielsweise weniger als 5 %. D r Anteil an Aluminiumcarbid ( $Al_4C_3$ ) in d r MMC-Schicht soll deshalb w niger als 1 Gew.-% betrag n.  $Al_4C_3$ -Bestandteil könn n bezüglich V r schl iss di mechanischen Eig nschaften der MMC-Schicht verschlechtern und reagieren zudem empfindlich

auf F uchtigk it, wobei Aluminiumhydroxid freigesetzt wird.

Die gut Homogenität in r rfindungsg mässen MMC-Schicht auf in m Substrat aus CEN 42100 kann b ispielhaft der Figur 1 ntomm nw rd n.

Figur 1 zeigt ein metallurgisches Schliffbild einer typischen MMC-Schicht, die 40 % SiC in einer AlSi40-Matrix nthält. Die Bezeichnung AlSi40 bedeutet eine AlSi-Matrix mit 40 Gew.-% Si. Im Schliffbild sind deutlich die schwarzen SiC-Partikel sowie die grauen Si-Kristalle in der AlSi-Matrix zu erkennen. Zudem können die Verhältnisse der Korngrößen der einzelnen Bestandteile der verschleissfesten Verbundschicht sowie deren räumliche Verteilung erkannt werden.

Der erfindungsgemäße Werkstoff kann aufgrund seiner hohen Verschleissfestigkeit und guten Gleiteigenschaften für hochbeanspruchte Teile im Fahrzeug- oder Maschinenbau, wie beispielsweise im Pumpenbau oder in fremd- oder selbstgezündeten Verbrennungsmotoren für Tassenstössel, Kolben, Ventilsitze oder in Schaltgetrieben für Schaltgabeln eingesetzt werden. Weitere wichtige Anwendungen des erfindungsgemäßen Werkstoffes finden sich bei Konstruktionsteilen mit durch Reibung und Abrasion beaufschlagten Oberflächen, wie beispielsweise für Bremsbeläge von Scheiben- oder Trommelbremsen.

Der hohen Festigkeit und Steifigkeit bei gleichzeitig gegenüber anderen Werkstoffen geringem Gewicht wegen, findet der erfindungsgemäße Werkstoff zudem viele Anwendungsmöglichkeiten in gewichtskritischen Anwendungen wie beispielsweise in der Luft- und Raumfahrt oder für hoch beschleunigte Komponenten im Fahrzeugbau sowie in der Maschinen- und Textilindustrie.

Bezüglich des Verfahrens wird die gestellte Aufgabe erfindungsgemäß dadurch gelöst, dass entweder ein Pulvergemisch, enthaltend Si-Pulver, SiC-Partikel und vorlegiertes AlSi-Pulver, oder ein Pulvergemisch, enthaltend Si- und Al-Pulver sowie SiC-Partikel, mittels einer Strömung eines inerten Träergases durch eine Düse, welche auf die Substratoberfläche gerichtet ist, bewegt wird, und das Pulvergemisch auf seiner Flugbahn zwischen der Düsenöffnung und der Substratoberfläche zur Wärmeaufnahme einen Laserstrahl durchläuft, wobei der Laserstrahl auf die Auftrefffläche des Pulvergemisches auf der Substratoberfläche gerichtet ist, und das Pulvergemisch beim Durchlaufen des Laserstrahls sowie durch die von der auf der Substratoberfläche befindlichen Schmelzzone abgestrahlten Wärme so stark erhitzt wird, dass ein wesentlicher Anteil der für die Herstellung einer homogenen Legierung aus dem Pulvergemisch notwendigen Wärmemenge durch das auf die Substratoberfläche auftreffende Pulvergemisch herbeigeführt wird, und sich auf der Substratoberfläche eine im wesentlichen durch den Laserstrahl und den Strahl des Pulvergemisches begrenzte Schmelzzone bildet, die das Pulvergemisch sowie einen geringen Anteil aufgeschmolzenen Substratmaterials enthält, und eine flächenhafte Bildung einer MMC-Schicht durch eine vorgegebene Relativbewegung zwischen dem zu beschichtenden Substrat und der Auftrefffläche des Pulvergemisches bzw. des Laserstrahls geschieht.

Der erfindungsgemäße Werkstoff kann demnach durch ein laserinduziertes Pulverbeschichtungsverfahren hergestellt werden. Die erfindungsgemäße Herstellung von MMC-Schichten geschieht durch Deposition eines Pulvergemisches mittels eines inerten Träergases, wobei das das Pulvergemisch enthaltende Träergas durch eine Düse strömt, welche auf die Substratoberfläche gerichtet ist, und das Pulvergemisch auf dem Weg zur Substratoberfläche einen Laserstrahl durchläuft.

Das für das erfindungsgemäße Verfahren verwendete Pulvergemisch enthält neben den SiC-Keramikpartikeln entweder Si- und vorlegierte AlSi-Pulverpartikel, oder Al- und Si-Pulverpartikel.

Bevorzugt werden im ersten Fall vorlegierte AlSi12-Partikel mit einer Korngröße von 45 bis 105 µm. Bevorzugt wird Siliziumpulver einer typischen Korngröße von 20 bis 100 µm. Bevorzugt wird weiter grobkörniges SiC mit einer Korngröße zwischen 45 und 100 µm oder feinkörniges SiC mit Korngrößen von 5 bis 45 µm. Die Bezeichnung AlSi12 bedeutet eine AlSi-Matrix mit 12 Gew.-% Si. Die Mengenanteile der AlSi12 Partikel am gesamten Pulvergemisch betragen z.B. zwischen 28 und 90 Gew.-%, diejenigen des Si-Pulvers z.B. zwischen 5 und 43 Gew.-% und diejenigen der SiC-Partikel z.B. zwischen 1 und 50 Gew.-%.

Im zweiten Fall, d.h. bei Verwendung eines Pulvergemisches, das nebst SiC-Partikeln Al- und Si-Pulver enthält, wird Si-Pulver einer Korngröße von 20 bis 45 µm bevorzugt. Bevorzugt wird SiC einer Korngröße von 5 bis 100 µm. Bevorzugt wird weiter Al-Pulver einer Korngröße von 5 bis 100 µm. Die zweckmässigen Mengenanteile des Al-Pulvers am gesamten Pulvergemisch betragen dabei zwischen 25 und 80 Gew.-%, diejenigen des Si-Pulvers zwischen 10 und 50 Gew.-% und diejenigen der SiC-Partikel zwischen 1 und 50 Gew.-%.

Das Pulvergemisch nimmt beim Durchlaufen des Laserstrahls sowie durch die von der auf der Substratoberfläche befindlich Schmelzzone abgestrahlten Wärme soviel Energie auf, dass ein wesentlicher Anteil der für die Herstellung einer homogenen Legierung aus dem Pulvergemisch notwendigen Wärmemenge durch das auf die Substratoberfläche auftreffende Pulvergemisch herbeigeführt wird. Dabei ist der Laserstrahl derart auf die Substratoberfläche gerichtet, dass er im wesentlichen in die Substratoberfläche ausluchtet, auf der das Pulvergemisch auftrifft. Durch die direkte Durchdringung des Laserstrahls auf die Substratoberfläche überträgt

gen Wärmeenergie sowie durch die vom Pulvergemisch übertragene Wärmeenergie wird in Teil der Substratoberfläche aufgeschmolzen und es bildet sich ein im wesentlichen durch den Laserstrahl und den Strahl des Pulvergemisches begrenzte Schmelzzone, die das Pulvergemisch sowie einen geringen Anteil aufgeschmolzenen Substratmaterials enthält. Da wegen der kurz gewählten Prozesszeiten nur eine geringe

- 5 Schichtdicke der Substratoberfläche aufgeschmolzen wird, wird die stoffliche Zusammensetzung der Schmelzzone vorwiegend durch die Zusammensetzung des Pulvergemisches bestimmt. Eine flächenhafte Bildung einer MMC-Schicht erfolgt beispielsweise durch eine vorgegebene Relativbewegung zwischen dem zu beschichtenden Substrat und der Auftrefffläche des Pulvergemisches bzw. des Laserstrahls. Diese Relativbewegung kann entweder durch partielles oder vollflächiges Überstreichen der Substratoberfläche mit dem 10 Laser- und Pulvergemischstrahl und/oder durch gezieltes Verschieben des Substrates gegenüber einem örtlich und zeitlich konstant bleibenden Laser- und Pulvergemischstrahl erreicht werden. Dabei bildet sich an jedem Ort der Substratoberfläche eine zeit- und ortsabhängige lokale Schmelzzone, in der die gewünschte MMC-Legierung gebildet wird.

15 Ein Hauptproblem bei der MMC-Herstellung mittels einer flüssigen Phase, wie sie die Schmelzzone darstellt, besteht in der Benetzbarkeit und der Reaktivität der Keramikpartikel oder Keramikfasern mit dem geschmolzenen Metall. Oft scheitert die Herstellung von SiC enthaltenden MMC-Schichten an der schlechten Benetzbarkeit von SiC-Keramikpartikeln mit der Legierungsschmelze. Die Benetzbarkeit kann durch Zufügen von gewissen Legierungselementen wie beispielsweise Magnesium und Anwendung hoher Prozesstemperaturen verbessert werden.

- 20 Eine weitere Schwierigkeit besteht in der Reaktivität von SiC, das thermodynamisch gegenüber einer Aluminiumschmelze nicht stabil ist und folgende chemische Reaktion eingehen kann:



Das entstehende  $Al_4C_3$  verschlechtert die mechanischen Eigenschaften des MMC. Zudem reagiert das Aluminiumcarbid empfindlich auf Feuchtigkeit, wobei Aluminiumhydroxid freigesetzt wird. Die temperaturabhängige Bildung von Aluminiumcarbid kann durch Zulegieren von Si zu Al verhindert werden.

25 Um die Bildung von  $Al_4C_3$  während des Legierungsprozesses möglichst niedrig zu halten, wurde gefunden, dass vorteilhaft mit einem hypereutektischen Si-Anteil gearbeitet wird, der grösser als 12 Gew.-% und bevorzugt grösser als 20 Gew.-% ist.

30 Die Si-Primärkristalle bleiben aufgrund der schnellen Erstarrung beim Laserprozess im Größenbereich von z.B. kleiner als 50  $\mu m$ .

Die Reaktivität und die Benetzbarkeit sind zwei gekoppelte Probleme und hängen stark von der Reaktionsdauer zwischen den Keramikpartikeln mit der Aluminiumlegierungsschmelze, der Temperatur und der Legierungszusammensetzung ab. In diesem betrachteten System begünstigen hohe Temperaturen von über 1600 °C die Benetzbarkeit. Die Bildung von  $Al_4C_3$  gemäß Gleichung (1) an der Grenzfläche SiC-Al wird durch den hohen Si-Gehalt der Schmelze unterdrückt.

35 Für die Herstellung von SiC enthaltenden MMC-Schichten auf Aluminiumsubstraten ist der Einsatz eines Lasers ideal, da für eine kurze Zeitspanne sehr hohe Temperaturen in der Metallschmelze erreicht werden können. Infolge der sehr schnellen Aufheizung des Legierungspulvers und der begrenzten Ausdehnung des Schmelzbades einerseits sowie infolge der gegenüber dem Schmelzbad grossen Wärmekapazität des Substrates andererseits, wird die Schmelze schnell abgekühlt, sodass die Zeitspanne des aufgeschmolzenen Zustandes sehr kurz wird, d.h. in der Größenordnung von 0,05 s bis 0,5 s. Durch die schnelle Abkühlung der Schmelzzone entspricht die Zeitspanne des aufgeschmolzenen Zustandes im wesentlichen der Wechselwirkungszeit des Laserstrahls mit der Substratoberfläche.

40 Um die geforderte Leistungsdichte für den Aufheizprozess zu erreichen, können als Energiequellen insbesondere Festkörper- oder Moleküllaser verwendet werden. Besonders geeignet sind Festkörperlaser, wie die Neodym: YAG-Laser oder Moleküllaser, wie beispielsweise der CO<sub>2</sub>-Laser.

Der für die Materialbearbeitung wichtigste Moleküllaser ist der CO<sub>2</sub>-Laser, der über 100 Wellenlängen im Bereich 9,14  $\mu m$  bis 11,01  $\mu m$  mit einer Maximalintensität bei 10,6  $\mu m$  aufweist. Er zeichnet sich durch einen hohen Wirkungsgrad und eine hohe Ausgangsleistung im kontinuierlichen Betrieb ab. Der in der Praxis erreichbare Wirkungsgrad  $\eta$  liegt in der Größenordnung von  $\eta = 0,3$ . Je nach Laserkonstruktion erreicht man Strahlungsleistungen im kontinuierlichen Betrieb von typischerweise bis zu 25 kW.

45 Bei Verwendung eines CO<sub>2</sub>-Lasers im erfundungsgemässen Verfahren hängt die Leistungsdichte von der Optimierung der übrigen Prozessparameter ab. Bei Wechselwirkungszeiten, definiert durch das Verhältnis von Strahldurchmesser zu Rastergeschwindigkeit, liegt die Leistungsdichte zweckmässigerweise zwischen 100 und 1500 W/mm<sup>2</sup>, und bevorzugt zwischen 300 und 700 W/mm<sup>2</sup>.

50 Der für technisch Anwendungswichtigste Festkörperlaser ist der Nd (Neodym): YAG-Laser. YAG ist die Abkürzung für Yttrium-Aluminium-Granat ( $Y_3Al_5O_{12}$ ). Die leistungsstärkste Laserübergangslinie des Nd: YAG-Lasers liegt bei der Wellenlänge  $\lambda = 1,064 \mu m$ . Ein wesentlicher Vorteil von Nd: YAG-Lasern gegenüber CO<sub>2</sub>-

Lasern liegt in der durch die kürzere Lichtwellenlänge bedingten Möglichkeit der Strahlführung des YAG-Lasers mittels Glasfasern sowie in der verbesserten Absorption bei der Behandlung von Aluminiumsubstraten.

Das Prinzip des erfindungsgemäßen laserinduzierten Pulverbeschichtungsverfahrens für die Herstellung von SiC enthaltenden MMC-Schichten (6) auf Aluminiumsubstraten (3) ist beispielhaft in Figur 2 dargestellt.

- 5 Das Aufbringen des Pulvergemisches (1), welches in Pulver einer vorgelegten Al-Si-Legierung, ein Si-Pulver und SiC-Partikel enthält, geschieht mittels einer Gasströmung eines inerten Gases, wie beispielsweise Helium (He), Argon (Ar), Stickstoff ( $N_2$ ) oder Kohlendioxid ( $CO_2$ ), welches das Pulvergemisch durch eine Düse (2) bewegt und auf die Oberfläche des Substrates (3) leitet. Ein Teil der Flugbahn des Pulvergemisches durchläuft den Laserstrahl (4), in dem das Pulvergemisch, insbesondere die SiC-Partikel, viel Wärme aufnehmen und 10 diese teilweise beim Auftreffen auf die Substratoberfläche an das Substrat (3) abgeben. Der Laserstrahl (4) ist in der Weise angeordnet, dass er einerseits ein Teil der Flugbahn des Pulvergemisches durchläuft und andererseits die Auftrefffläche des Pulvergemisches (5) auf der Substratoberfläche aufheizt.

Da das Pulvergemisch auf seiner Flugbahn von der Düse auf die Substratoberfläche von der Gasströmung eines inerten Gases bewegt wird, verhindert dieses die Oxidation der Pulverpartikel während deren Aufheizung im Laserstrahl und schafft zudem eine neutrale Atmosphäre an der Auftrefffläche des Pulvergemisches auf der Substratoberfläche, und schützt damit auch die Schmelzzone an der Substratoberfläche gegen Oxidation.

20 Durch die kurzen Prozesszeiten ist der Verlust von Legierungselementen durch Verdampfen vernachlässigbar. Die Depositionsparameter werden zudem in der Weise gewählt, dass die Substratoberfläche nur bis zu einer Tiefe von einigen Mikrometern, d.h. zwischen z.B. 10 und 150  $\mu m$ , und insbesondere weniger als 60  $\mu m$ , aufgeschmolzen wird, so dass die stoffliche Zusammensetzung der MMC-Schicht im wesentlichen der des Pulvergemisches entspricht. Dieses Verfahren erlaubt die Herstellung von MMC-Schichten mit einer sehr geringen Porosität von kleiner als 5 % und einer ausgezeichneten Haftfestigkeit mit dem Substrat.

25 Für das laserinduzierte Pulverbeschichtungsverfahren kann anstelle von vorlegiertem AISI-Pulver auch Aluminium- und Siliziumpulver in der gewünschten Zusammensetzung verwendet werden.

Eine möglichst hohe Legierungstemperatur gewährleistet eine geringe Viskosität der Schmelze und damit deren optimale Durchmischung infolge der Marangoni-Konvektion, was zu einer hohen Homogenität der resultierenden MMC-Schicht führt.

30 Im Rahmen der erfinderischen Tätigkeit wurde auch gefunden, dass die Wärmeaufnahme der Pulverbestandteile zu einem wesentlichen Anteil auf ihrem Weg durch den Laserstrahl während ihrer Flugbahn von der Düse auf die Substratoberfläche geschieht und neben der Leistung des Laserstrahls wesentlich von den Absorptionseigenschaften und der Verweildauer der Partikel im Laserstrahl sowie von deren Masse, Wärmekapazität und ihrem mittleren Durchmesser abhängt. Eine vereinfachte mathematische Beschreibung der mittleren Temperaturänderung eines Pulverpartikels auf seiner Flugbahn durch den Laserstrahl kann durch Gleichung (2) erfolgen. In dieser Beschreibung wird eine mögliche Phasenänderung des Partikels während seiner Wärmeaufnahme, wie beispielsweise ein Phasenübergang von der festen in die flüssige Phase, nicht berücksichtigt.

$$40 \quad (2) \quad \Delta T = [A \cdot p \cdot t_p \cdot \eta \cdot R_p^2] \cdot \left[ \frac{1}{m \cdot C_p} \right] \quad \begin{aligned} A: & \text{Absorptionskoeffizient} \\ p: & \text{Leistungsdichte des Lasers } [W/m^2] \\ t_p: & \text{Verweildauer des Partikels} \\ & \text{im Laserstrahl } [s] \\ R_p: & \text{Mittlerer Radius der} \\ & \text{Partikel } [m] \\ m: & \text{Masse des Partikels} \\ C_p: & \text{Wärmekapazität des Partikels} \end{aligned}$$

50 Unter der Annahme einer typischen Verweilzeit der Partikel im Laserstrahl von  $t_p = 6 \cdot 10^{-4} s$  und einer Leistungsdichte eines  $CO_2$ -Lasers von  $p = 4,55 \cdot 10^8 W/m^2$  wurden mittels Gleichung (2) die mittleren Temperaturänderungen der für die im erfindungsgemäßen Verfahren verwendeten Pulverpartikel berechnet. Die Resultate dieser Berechnungen und die dabei verwendeten partikelspezifischen Stoffwerte wie Absorptionskoeffizient, mittlerer Partikeldurchmesser, Wärmekapazität und Dichte sind in Tabelle 2 dargestellt.

Tabell 2:

5	<p>Approximative, berechnete Temperaturerhöhung <math>\Delta T</math> der für die im erfundungsgemässen Verfahren verwendeten Pulverpartikel während ihrer Wärmeaufnahme im Laserstrahl, wobei eine Leistungsdichte des CO<sub>2</sub>-Lasers von <math>p = 4,55 \cdot 10^8 \text{ W/m}^2</math> und eine Verweilzeit der Partikel im Laserstrahl von <math>t_p = 6 \cdot 10^{-4} \text{ s}</math> angenommen wurden.</p>				
10		Einheiten	AlSi12	Si	SiC
15	A	[·]	0.1	0.2	0.5
20	R <sub>p</sub>	[m]	25e-6	25e-6	25e-6
25	C <sub>p</sub>	[J/kg-K]	900	700	670
30	$\rho$	[kg/m <sup>3</sup> ]	2.65e3	2.33e3	3.15e3
35	$\Delta T$	[K]	336	983	1900

Aus der Tabelle 2 ist zu ersehen, dass von den materialspezifischen Größen der Absorptionskoeffizient  $A$  den grössten Einfluss auf die Wärmeaufnahme der Partikel ausübt. Die Bestimmung des Absorptionskoeffizienten  $A$  ist von mehreren Parametern wie beispielsweise der Temperatur  $T$  und dem Zustand der Partikeloberfläche (Rauigkeit, Oxidationsschicht) abhängig. Bei den in Tabelle 2 angeführten Absorptionskoeffizienten  $A$  handelt es sich um Näherungswerte, und diese geben einen Hinweis über die Größenordnung ihres Einflusses auf die Wärmeaufnahme der einzelnen Partikel.

Aufgrund von pyrometrischen Temperaturmessungen liegt die Oberflächentemperatur der Schmelze während der Deposition des Pulvergemisches aus AlSi12, Si und SiC z.B. im Bereich zwischen 1800°C und 2100°C; bei Deposition des entsprechenden Pulvergemisches ohne SiC liegt hingegen die Temperatur in der Schmelzzone nur im Bereich von z.B. 1300°C und 1500°C. Dieser Sachverhalt zeigt den bestimmenden Einfluss der SiC-Partikel auf die Temperatur der Schmelzzone. Durch die hohe Auf treff-Geschwindigkeit der SiC-Partikel von typischerweise 1 bis 4 m/s auf die Oberfläche der Schmelzzone, werden diese infolge ihrer hohen kinetischen Energie, mit welcher sie die Oberflächenspannung der Schmelze problemlos überwinden können, sofort in der Schmelzzone absorbiert. Dank der guten Wärmeleitung zwischen den SiC-Partikeln und der AlSi-Schmelze können die Keramikpartikel ihre Wärmeenergie leicht an die Schmelze abgeben.

Obwohl für das erfundungsgemässen Verfahren möglichst hohe Temperaturen in der Schmelzzone erwünscht sind, liegt die maximal mögliche Schmelztemperatur bei 2400 °C und wird durch den Dampfdruck von Aluminium und die Zersetzung von SiC begrenzt.

Wie aus Tabelle 2 zu entnehmen ist, zeigen die für das erfundungsgemässen Verfahren verwendeten Bestandteile ähnliche Werte der Dichte  $\rho$  und stellen damit sicher, dass in der Schmelzphase keine Entmischung der einzelnen Bestandteile erfolgt.

Wie oben dargelegt begünstigen die SiC-Partikel durch ihre hohe Wärmeaufnahme den metallurgischen Beschichtungsprozess. Die Verwendung von SiC ermöglicht zudem die Herstellung von laserinduzierten MMC-Schichten mit relativ geringen thermomechanischen Restspannungen, denn die SiC-Partikel besitzen einen deutlich geringeren thermischen Ausdehnungskoeffizienten als die AlSi-Matrix. Thermomechanische Restspannungen entstehen bei der Abkühlung aufgrund des unterschiedlichen Ausdehnungsverhaltens von Schicht und Substrat sowie aufgrund des Temperaturgradienten zwischen der Schmelzzone und dem Substrat. Außerdem beeinflussen die Verfahrensparameter des Beschichtungsprozesses die Bildung von thermomechanischen Restspannungen. Durch die im Vergleich zur grossen Wärmekapazität des Substrates kleinflächige Schmelzzone und des während des Prozesses grossen Temperaturgradienten geschieht die Abkühlung der Schmelze sehr schnell, so dass sich die thermomechanischen Restspannungen während dem Beschichtungsprozess nicht abbauen können. Solche im Werkstoff verbleibenden oder eingefrorenen mechanischen Restspannungen können zu Rissbildung in der Schicht und zu Ermüdungserscheinungen des Werkstoffes führen und vermindern so gegebenenfalls seine Lebensdauer.

Die mechanischen Eigenschaften der MMC-Schicht wie Elastizitätsmodul, Härte oder Warm- und Ermüdungsfestigkeit kann durch geringe Mengen von Legierungszusätzen, wie beispielweise Titan, Mangan, Eisen, Kobalt, Nickel, Kupfer, Magnesium oder Zink verbessert werden. In einem gewissen Bereich lassen sich

durch Legierungszusätze mit kleinen thermischen Ausdehnungskoeffizienten die thermischen Restspannungen in der MMC-Schicht reduzieren. Typisch Mengen von Legierungszusätzen zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften und geringen Gefügen des Werkstoffes können, bezogen auf die Legierungszusammensetzung bei Cu 0,1 - 5 Gew.-%, bei Zn 0,1 - 7 Gew.-%, bei Mg 0,1 - 6 Gew.-%, bei Ti 0,1 - 1 Gew.-% und bei Fe und Ni 0,1 - 1,5 Gew.-% betragen.

Wie der Tabelle 3 zu entnehmen ist, weisen Si und SiC gegenüber Aluminium kleine thermische Ausdehnungskoeffizienten auf. Zudem zeigen die Werte der Ausdehnungskoeffizienten für AlSi40 + 20% SiC und AlSi40 + 40% SiC, dass durch Zugabe von Si oder SiC zur Legierung die thermische Ausdehnung der MMC-Schicht insgesamt verkleinert wird.

10

Tabelle 3:

15 Mittlere thermische Ausdehnungskoeffizienten für im erfundungsgemäßen Verfahren verwendete Stoffe.

20

	thermische Ausdehnungskoeffiz. [-]
A1	23e-6
Si	7.6e-6
SiC	2.4e-6
AlSi40 + 20% SiC	14.2e-6 *
AlSi40 + 40% SiC	11.5e-6 *

25

\*) berechnet nach der Mischungsregel

30 Die laserinduzierte Herstellung von SiC enthaltenden MMC-Schichten nach dem erfundungsgemäßen Verfahren erlaubt sehr hohe Legierungstemperaturen und begünstigt die Benetbarkeit der SiC-Partikel in der Schmelze.

35 Die durch das erfundungsgemäße Verfahren ermöglichten kurzen Legierungszeiten wie auch die gefundenen optimalen Legierungszusammensetzungen verhindern die Bildung von unerwünschtem  $\text{Al}_4\text{C}_3$  und ermöglichen die Herstellung von homogenen, porosenfreien MMC-Schichten bei metallurgisch idealen Prozessparametern.

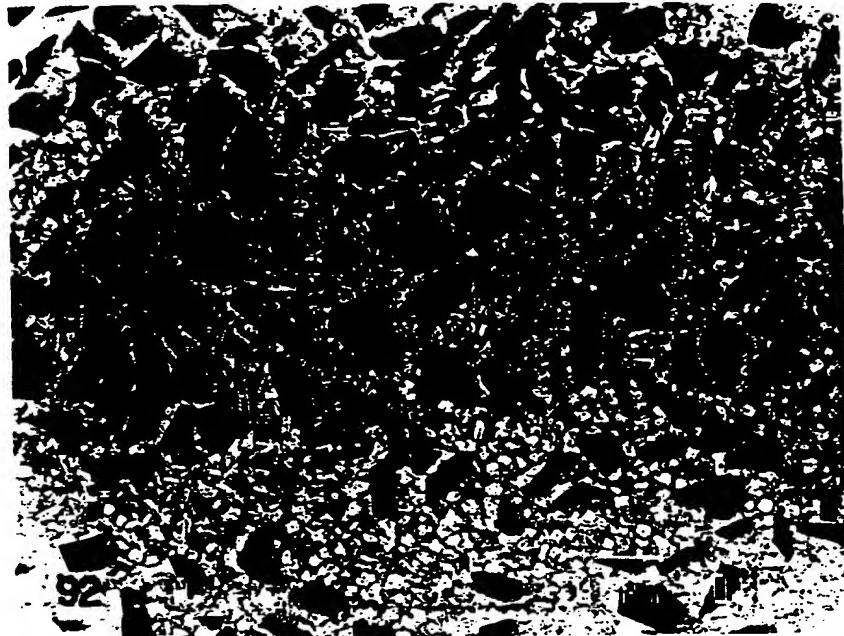
40 Die gute Wärmeleitung zwischen dem Laserstrahl und den SiC-Partikeln ermöglicht zudem die Herstellung von MMC-Schichten mit grosser tragender Schichtdicke. Die Zugabe der keramischen SiC-Partikel in die MMC-Legierung verkleinert zudem den thermischen Ausdehnungskoeffizienten der resultierenden MMC-Schicht und vermindert damit die Gefahr der Rissbildung infolge thermomechanischer Spannungen.

45

#### Patentansprüche

1. Werkstoff aus Aluminium oder Aluminiumlegierungen mit einer verschleissfesten und tragenden MMC-Oberflächenschicht, dadurch gekennzeichnet, dass die MMC-Schicht homogen verteilte SiC-Partikel in einer betreffend Si-Anteil übereutektischen AlSi-Matrix mit Si-Primärkristallen enthält und die MMC-Schicht eine Schichtdicke von 200 µm bis 3 mm aufweist.
2. Werkstoff nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass die SiC-Partikel eine Korngrösse zwischen 5 µm und 100 µm aufweisen.
3. Werkstoff nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass die Si-Kristalle in der AlSi-Matrix eine Korngrösse von 5 µm bis 50 µm aufweisen.
4. Werkstoff nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass die AlSi-Matrix einen Si-Anteil zwischen 20 und 50 Gew.-% enthält.

5. Werkstoff nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass die AISi-Matrix zwischen 1 und 40 Gew.-% SiC als Hauptbestandteil SiC-Partikel enthält.
6. Werkstoff nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass in der MMC-Schicht weniger als 1 Gew.-% Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> enthalten ist.
7. Verwendung des Werkstoffes nach den Ansprüchen 1 bis 6 für verschleisskritische oder gewichtskritische Anwendungen, bei denen zudem eine hohe Festigkeit des Werkstoffes gefordert wird.
10. Verfahren zur laserinduzierten Herstellung von verschleissfesten und tragenden MMC-Schichten auf Substraten aus Aluminium oder Aluminiumlegierungen, dadurch gekennzeichnet, dass entweder ein Pulvergemisch, enthaltend Si-Pulver, SiC-Partikel und vorlegiertes AISi-Pulver, oder ein Pulvergemisch, enthaltend Si- und Al-Pulver sowie SiC-Partikel, mittels einer Strömung eines inerten Trägergases durch eine Düse, welche auf die Substratoberfläche gerichtet ist, bewegt wird, und das Pulvergemisch auf seiner Flugbahn zwischen der Düsenöffnung und der Substratoberfläche zur Wärmeaufnahme einen Laserstrahl durchläuft, wobei der Laserstrahl auf die Auftrefffläche des Pulvergemisches auf der Substratoberfläche gerichtet ist, und das Pulvergemisch beim Durchlaufen des Laserstrahls sowie durch die von der auf der Substratoberfläche befindlichen Schmelzzone abgestrahlten Wärme so stark erhitzt wird, dass ein wesentlicher Anteil der für die Herstellung einer homogenen Legierung aus dem Pulvergemisch notwendigen Wärmemenge durch das auf die Substratoberfläche auftreffende Pulvergemisch herbeigeführt wird, und sich auf der Substratoberfläche eine im wesentlichen durch den Laserstrahl und den Strahl des Pulvergemisches begrenzte Schmelzzone bildet, die das Pulvergemisch sowie einen geringen Anteil aufgeschmolzenen Substratmaterials enthält, und eine flächenhafte Bildung einer MMC-Schicht durch eine vorgegebene Relativbewegung zwischen dem zu beschichtenden Substrat und der Auftrefffläche des Pulvergemisches bzw. des Laserstrahls geschieht.
15. Verfahren nach Anspruch 8, dadurch gekennzeichnet, dass die Zusammensetzung des Pulvergemisches zwischen 28 und 90 Gew.-% vorlegiertes AISi12, zwischen 5 und 43 Gew.-% Si sowie zwischen 1 und 50 Gew.-% SiC enthält.
20. Verfahren nach Anspruch 8, dadurch gekennzeichnet, dass die Zusammensetzung des Pulvergemisches zwischen 25 und 80 Gew.-% Al, zwischen 10 und 50 Gew.-% Si sowie zwischen 1 und 50 Gew.-% SiC enthält.
25. Verfahren nach Anspruch 8, dadurch gekennzeichnet, dass die Temperatur der Schmelzzone während dem Legierungsprozess zwischen 1300°C und 2100°C liegt.
30. Verfahren nach Anspruch 8, dadurch gekennzeichnet, dass die Substratoberfläche während des Legierungsprozesses bis in eine Tiefe zwischen 10 bis 150 µm, vorzugsweise weniger als 60 µm tief, aufgeschmolzen wird.
35. Verfahren nach Anspruch 8, dadurch gekennzeichnet, dass die Partikel des Pulvergemisches mit einer Geschwindigkeit von 1 bis 4 m/s auf der Substratoberfläche auftreffen.
40. Verfahren nach Anspruch 8, dadurch gekennzeichnet, dass die Zeitdauer des flüssigen Legierungszustandes lokal weniger als 0.5 s beträgt.
45. Verfahren nach Anspruch 8, dadurch gekennzeichnet, dass zum Pulvergemisch Legierungszusätze, vorzugsweise Ti, Mn, Fe, Co, Ni, Cu, Mg oder Zn beigegeben werden.
50. Verwendung des Verfahrens nach Anspruch 8 zur Herstellung von verschleissfesten und tragenden MMC-Schichten mit einer Dicke von 200 µm bis 3 mm auf Substraten aus Aluminium oder Aluminiumlegierungen.



micrograph of a polished section of a MMC-layer  
Fig. 1: Metallurgisches Schliffbild einer MMC-Schicht  
auf CEN 42100 mit 40 % SiC in einer AlSi40-Matrix

wpm CEN

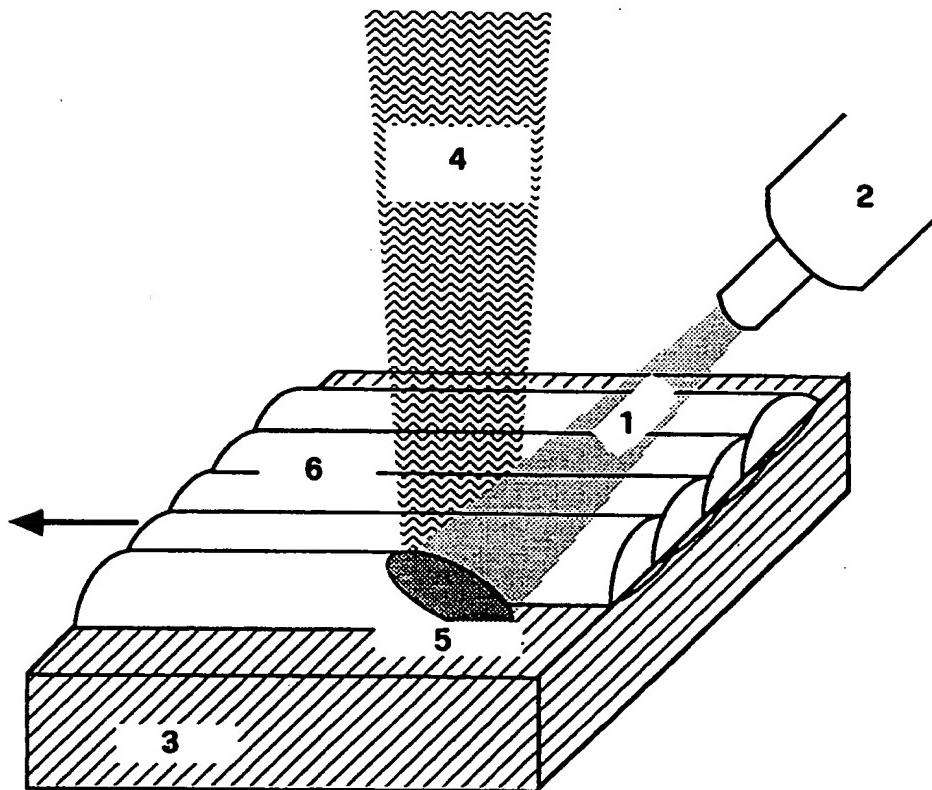


Fig. 2: Prinzip des erfindungsgemäßen laserinduzierten Pulverbeschichtungsverfahren